

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

INCREASE OF STRENGTH AND TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF SURFACE LAYERS OF STAINLESS AUSTENITIC STEEL BY FRICTIONAL TREATMENT

А.В. Макаров, П.А. Скорынина, А.С. Юровских, А.Л. Осинцева
ФГБУН ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
skorynina@imach.uran.ru

Abstract

Influence of frictional treatment process parameters on microhardness and roughness of stainless austenitic steel surface was investigated. Influence of frictional action multiplicity on steel surface phase composition and mechanical characteristics was studied. Structure and tribological properties under adhesive wear and boundary friction conditions of austenitic steel surface layer subjected to frictional treatment were investigated. The advantage of usage of synthetic diamond indenter and argon noncorrosive atmosphere was established. It was demonstrated that increase of frictional action multiplicity leads to rise of austenite deformation transformation completeness in the steel surface layer, strength properties and elastic and plastic deformation resistance as well as hardened layer depth. Formation of fragmented submicrocrystalline and nanocrystalline martensitic-austenitic structures in investigated steel surface layer subjected to frictional treatment was established. Frictional treatment provides the increase of wear resistance under boundary friction conditions and essential reduction of wear rate and friction coefficient under adhesive wear conditions.

Введение. Аустенитные хромоникелевые стали, обладающие высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, в настоящее время находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако их существенным недостатком являются низкие прочностные свойства, которые не улучшаются термической обработкой. Упрочнение аустенитных сталей может быть достигнуто за счет уменьшения размеров зерен (зернограничное упрочнение), а также формирования разнообразных дислокационных построений внутри зерен – субструктур (субструктурное упрочнение) [1, 2]. Указанные механизмы упрочнения эффективно реализуются в современных технологиях интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД), в частности, при обработке поверхности скользящими инденторами (алмазном выглаживании [3], фрикционной обработке [4]). Поэтому перспективным представляется использование фрикционной обработки для упрочнения и повышения эксплуатационных характеристик термически неупрочняемых сталей.

Целью работы явилось изучение влияния фрикционной обработки скользящим индентором на структуру, фазовый состав, прочностные и трибологические характеристики поверхностных слоев аустенитной нержавеющей стали 10X18H10T.

Материал, методы испытаний и исследований. Исследовали коррозионно-стойкую аустенитную сталь 10X18H10T состава (масс.%): 0,10 С, 17,72,00 Cr, 10,04 Ni, 0,63 Ti, 1,33 Mn, 0,57 Si, 0,227 Mo, 0,064 Co, 0,014 Nb, 0,057 Cu, 0,031 P, 0,014 S, остальное Fe. Образцы размерами 98×38×8,6 мм подвергали закалке от 1050 °С в воде, механическому шлифованию и электролитическому полированию. При изучении влияния технологических параметров фрикционной обработки исполь-

зовали полусферические инденторы из микрокристаллического нитрида бора, твердого сплава ВК-8, синтетического и природного алмаза, различные нагрузочные инденторы (от 147 до 490 Н) и смазочно-охлаждающие среды (СОЖ, воздух и аргон). Количество сканирований при смещении индентора на 0,1 мм на каждый двойной ход составляло $n=5$. Фрикционную обработку в оптимизированных условиях проводили индентором из синтетического алмаза с радиусом полусферы 3 мм в безокислительной среде аргона при нагрузке на индентор 392 Н, средней скорости скольжения 0,05 м/с, количестве сканирований $n=1-11$.

Трибологические испытания проводили при скольжении образцов с рабочей поверхностью 5,5×5,5 мм, подвергнутых фрикционной обработке ($n=11$) и в исходном состоянии, по пластине из стали 45 (50 HRC) со смазкой (масло И-30) при нагрузках $N=980$ Н и 1470 Н, средней скорости скольжения $V=0,07$ м/с, пути трения $L=160$ м, длине рабочего хода $l=40$ мм. Испытания в условиях сухого трения проводили при $N=160$ Н, $V=0,07$ м/с, $l=40$ мм, пути трения $L=1,6-320$ м. Интенсивность изнашивания I_h рассчитывали по формуле: $I_h=Q/qSL$, где Q – потери массы образца, г; q – плотность материала образца, г/см³; S – геометрическая площадь контакта, см²; L – путь трения, см.

Шероховатость и профиль поверхности образцов после фрикционной обработки изучали на оптическом профилометре Wyko NT-1100. Микротвердость определяли на приборе LEICA при нагрузке 0,245 Н. Микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm согласно стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н. Фазовый состав образцов определяли на рентге-

новском дифрактометре SHIMADZUXRD-7000 в CrK_α -излучении.

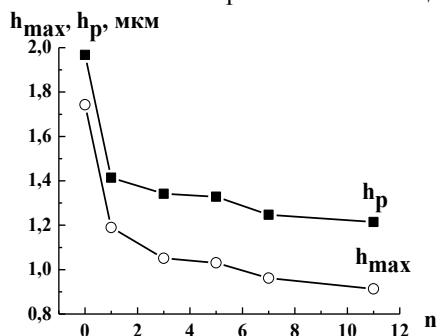
Результаты и их обсуждение. В результате подбора технологических параметров фрикционного нагружения было установлено, что наиболее эффективное упрочнение поверхности (до $\text{HV}_{0,025}=685$ при $n=5$ сканирований) достигается фрикционной обработкой индентором из синтетического алмаза, при нагрузке $P=490$ Н в безокислительной среде аргона. Шероховатость поверхности R_a составила 114 нм. Фрикционная обработка индентором из природного алмаза обеспечивает низкие значения шероховатости поверхности ($R_a=59$ нм), однако минимальный уровень упрочнения ($\text{HV}_{0,025}=515$ при $P=490$ Н). При фрикционном нагружении инденторами из твердого сплава ВК-8 при нагрузках $P=294-490$ Н и мелкокристаллического нитрида бора при нагрузках $P=196-245$ Н с СОЖ в условиях развития адгезионного схватывания формируются поверхности с высокими значениями параметра $R_a=226-382$ и микротвердости поверхности ($\text{HV}_{0,025}=612-658$).

При фрикционной обработке синтетическим алмазом в среде аргона при нагрузке на индентор $P=392$ Н формируется качественная поверхность с низким значением параметра шероховатости ($R_a=77$ Н). При этом достигается более высокий уровень упрочнения поверхности ($\text{HV}_{0,025}=590$), чем при нагрузке $P=294$ Н ($\text{HV}_{0,025}=504$). Таким образом по критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и низкой шероховатости поверхности наиболее оптимальным технологическим режимом фрикционной обработки является обработка индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона при нагрузке $P=392$ Н. Данный режим фрикционной обработки обеспечивает отсутствие схватывания на поверхности аустенитной стали.

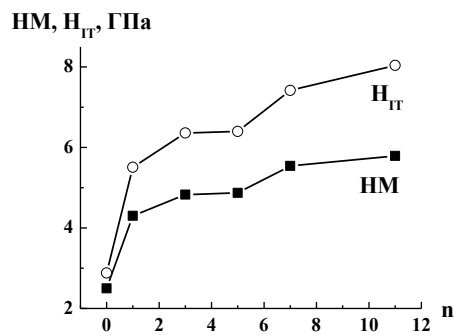
Рентгеновский фазовый анализ поверхности стали 10X18H10T показал, что с увеличением кратности фрикционного воздействия индентором из синтетического алмаза возрастает полнота дефор-

мационного превращения аустенита, а также уровень упрочнения и глубина упрочненного слоя. По мере увеличения количества сканирований индентором от 1 до 11 доля мартенсита деформации на поверхности аустенитной стали возрастает от 55 до 71 объем. %, а микротвердость повышается от $\text{HV}_{0,025}=560$ до $\text{HV}_{0,025}=710$. Измерения микротвердости при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя показали, что общая толщина упрочненного фрикционной обработкой слоя при 11-кратном сканировании индентором составила 450 мкм.

Методом кинетического микроиндентирования установлено, что с увеличением кратности фрикционного воздействия на поверхность стали 10X18H10T снижаются значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{\max} и h_p (рис.1 а), а также растут значения твердости по Мартенсу НМ (которая учитывает не только пластическую, но и упругую деформации) и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (рис.1 б) по сравнению с характеристиками электрополированной поверхности. Строгая зависимость между контактным модулем упругости E^* и числом сканирований не наблюдается. Кроме того, с увеличением числа сканирований возрастают удельная контактная твердость H_{IT}/E^* [5] (рис.1 в) и особенно отношение H_{IT}^3/E^{*2} (рис.1 г), которое принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации [6]. Также повышается упругое восстановление $R_e=((h_{\max}-h_p)/h_{\max}) \times 100\%$ [7] (рис. 1 в), характеризующее наряду с отношением H_{IT}/E^* [8] упругую деформацию (долю упругой деформации) при индентировании и, соответственно, способность материала выдерживать механические нагрузки без остаточного формоизменения. Следовательно, по данным микроиндентирования, поверхность стали после фрикционной обработки характеризуется повышенным сопротивлением контактному механическому воздействию по сравнению с электрополированным.



а



б

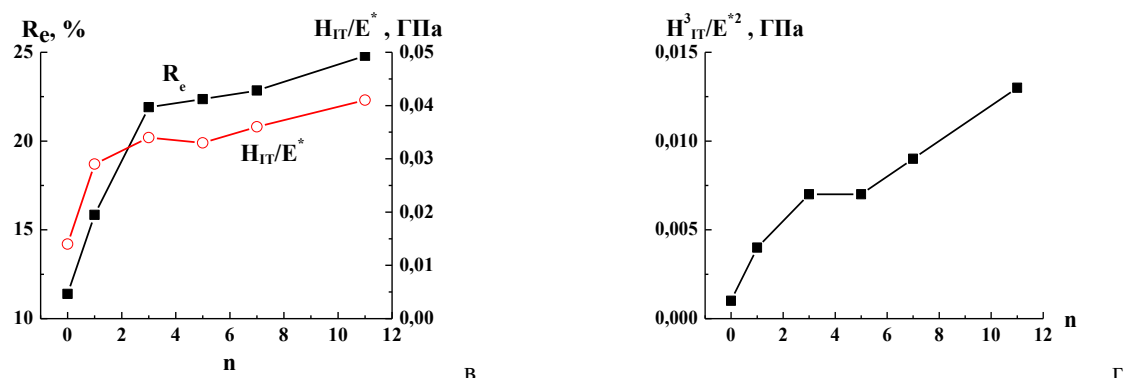


Рис. 1 – Влияние количества сканирований на максимальную глубину вдавливания индентора h_{max} и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_r (а), твердость по Мартенсу H_M и твердость вдавливания H_{IT} (б), упругое восстановление R_e и удельную контактную твердость H_{IT}/E^* (в), отношение H_{IT}^3/E^{*2} (г) поверхности стали 10X18H10T после фрикционного нагружения индентором из синтетического алмаза с нормальной нагрузкой на индентор 392 Н в среде аргона

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, в результате сильной пластической деформации, реализуемой при обработке скользящим индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона, в тонком (несколько мкм) поверхностном слое аустенитной нержавеющей стали формируются фрагментированные субмикроструктурные (с размером кристаллитов более 100 нм) и нанокристаллические (с размерами кристаллитов менее 100 нм и большеугловыми границами) мартенситно-аустенитные структуры (рис. 2, 3).

Установлено, что наноструктурирующая фрикционная обработка стали обеспечивает четы-

рехкратный рост износостойкости в условиях граничного трения (со смазкой), а также существенное снижение интенсивности изнашивания (рис. 4) и коэффициента трения в условиях адгезионного изнашивания (при сухом трении скольжения). Рост износостойкости связан с тем, что предварительное наноструктурирование поверхности стали 10X18H10T фрикционной обработкой приводит к устранению периода приработки, при которой происходит наиболее интенсивное изнашивание, а также к замедлению разрушения материала в период его установившегося изнашивания (см. рис. 4).

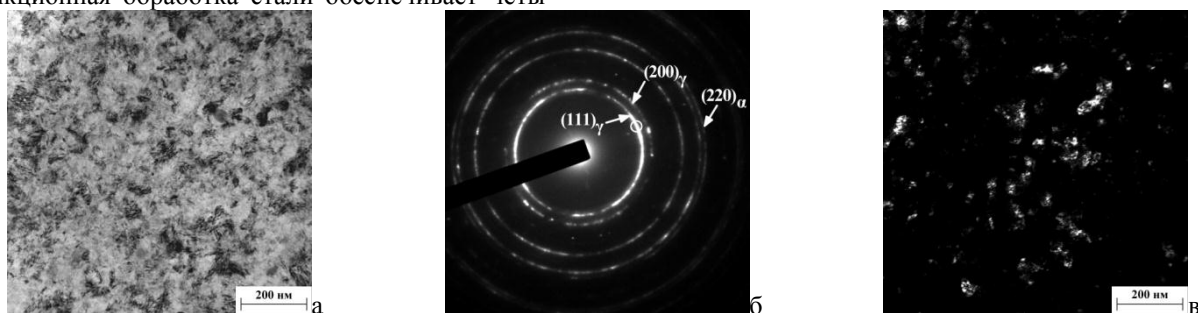


Рис. 2 – Структура поверхностного слоя образца из аустенитной стали 10X18H10T после фрикционной обработки: а – светлопольное изображение; б – дифракция; в – темнопольное изображение в рефлексе (111) $_{\gamma}$ (указано кружком на рис. 2 б)

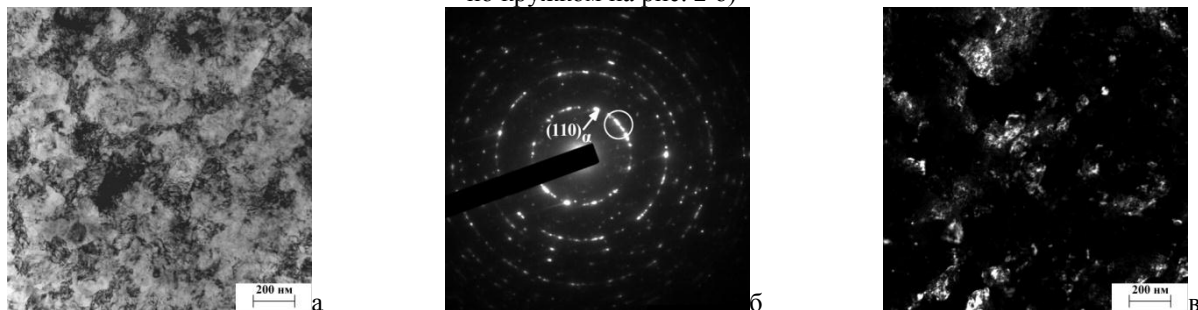


Рис. 3 – Структура поверхностного слоя образца из аустенитной стали 10X18H10T после фрикционной обработки: а – светлопольное изображение; б – дифракция; в – темнопольное изображение в рефлексе (110) $_{\alpha}$ (указано кружком на рис. 3 б)

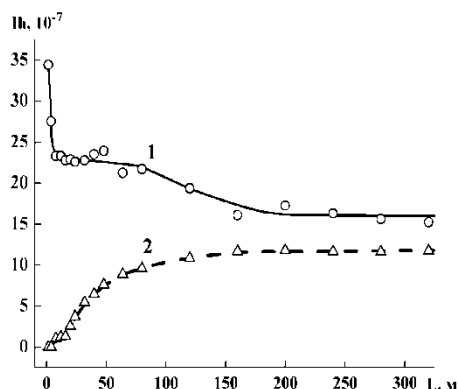


Рис. 4 – Изменение интенсивности изнашивания I_h на пути трения L при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали 45 (твердостью 50 HRC) образцов из аустенитной стали 10X18H10T в исходном электрополированном состоянии (1) и после фрикционной обработки скользящим индентором из синтетического алмаза (2)

Заключение. При оптимизации технологических параметров фрикционной обработки скользящими инденторами аустенитной стали 10X18H10T по критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и низкой шероховатости поверхности установлены преимущества использования индентора из синтетического алмаза и безокислительной среды аргона. Показано, что при увеличении кратности фрикционного воздействия возрастают полнота деформационного превращения аустенита в поверхностном слое стали 10X18H10T, характеристики прочности и сопротивления поверхностного слоя упругому и пластическому деформированию, а также глубина упрочненного слоя.

Установлено формирование в поверхностном слое исследуемой стали при фрикционной обработке полусферическим индентором из синтетического алмаза в среде аргона при комнатной температуре фрагментированных субмикроструктурных и нанокристаллических мартенситно-аустенитных структур. Фрикционная обработка обеспечивает рост износостойкости в условиях граничного трения (при испытаниях на трение скольжения со смазкой) в 4 раза, а также существенное снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения в условиях адгезионного изнашивания (при сухом трении скольжения) за счет полного устранения периода приработки и замедления разрушения материала в период его установившегося изнашивания.

Работа выполнена при частичной поддержке программ фундаментальных исследований РАН

(проекты № 12-Т-1-1010, № 12-П-1-1027) и гранта РФФИ № 11-08-01025-а.

Список литературы

1. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. 312 с.
2. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. 306 с.
3. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л. и др. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 11. С. 16-26.
4. Макаров А.В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // В кн. Перспективные материалы. Том IV: Учебное пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона: – Тольятти: ТГУ, 2011. 434 с. – Глава 3. С. 123-208.
5. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // Материаловедение, 2008. – № 8. – С. 15-21.
6. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. 2003. V. 174–175. P. 725–731.
7. Петржик М.И., Штанский Д.В., Левашов Е.А. Современные методы оценки механических и трибологических свойств функциональных поверхностей // Материалы X Международной научно-технической конференции «Высокие технологии в промышленности России». Москва: ОАОЦНИТИ «Техномаш». 2004. С. 311–318.
8. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. 1998. V. 73. No. 5. P. 614-618.